

# COLD ROLLED STEEL SHEET WITH HIGH DUCTILITY AND HIGH STRENGTH, AND ITS PRODUCTION

<b>Bibliographic data</b>	<u>Description</u>	<u>Claims</u>	<u>Mosaics</u>	<u>Original document</u>	<u>INPADOC legal status</u>
<b>Publication number:</b>	JP10237547 (A)				
<b>Publication date:</b>	1998-09-08				
<b>Inventor(s):</b>	IWATANI JIRO; YAMAMOTO TAKAYUKI; OKANO YOICHIRO				
<b>Applicant(s):</b>	KOBE STEEL LTD				
<b>Classification:</b>					
<b>- international:</b>	C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/28; C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/28; (IPC1-7): C21D9/46; C22C38/00; C22C38/06; C22C38/28				
<b>- European:</b>					
<b>Application number:</b>	JP19970062468 19970227				
<b>Priority number(s):</b>	JP19970062468 19970227				
<a href="#">View INPADOC patent family</a>					
<a href="#">View list of citing documents</a>					
<a href="#">Report a data error here</a>					

## Abstract of **JP 10237547 (A)**

**PROBLEM TO BE SOLVED:** To reduce a high strength cold rolled steel sheet having  $\sigma_{TS} \geq 780 \text{ N/mm}^2$  class tensile strength and excellent in stretch-flange formability as well as in ductility, and provide its production. **SOLUTION:** This steel sheet has a composition consisting of, by weight, 0.08-0.30% C, 0.1-2.5% Si, 0.5-2.5% Mn, 0.005-0.15% P,  $\text{S} \leq 0.01\%$ ,  $\text{Al} \leq 0.1\%$  sol.Al, 0.0010-0.0100% Ca, and the balance Fe with inevitable impurities or further containing at least one or more components among prescribed amounts of Cr, Mo, Ti, Nb, and V and also has a structure consisting of a low temp. transformation product or consisting of  $\geq 40\%$ , by volume percentage, of low temp. transformation product and the balance ferrite.; Further, the hardness HVM of the low temp. transformation product satisfies  $250 \leq \text{HVM} \leq 350 + (6\text{Mn} + 12\text{Si} + 110\text{P} + 5\text{Mo} + 3\text{Cr} + 100(\text{Ti} + \text{Nb}) + 20\text{V}) \times 3.1$  [where each symbol of element represents the content (wt.%) of the element in the steel]. At this time, the low temp. transformation product means martensite or/and bainite.

(19)日本国特許庁 (J P)

## (12) 公 開 特 許 公 報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開平10-237547

(43)公開日 平成10年(1998)9月8日

(51)Int.Cl. <sup>6</sup>	識別記号	F I
C 2 1 D 9/46		C 2 1 D 9/46 F
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00 3 0 1 A
		3 0 1 S
38/06		38/06
38/28		38/28
審査請求 未請求 請求項の数3 F D (全 7 頁)		

(21)出願番号 特願平9-62468

(22)出願日 平成9年(1997)2月27日

(71)出願人 000001199

株式会社神戸製鋼所

兵庫県神戸市中央区脇浜町1丁目3番18号

(72)発明者 岩谷 二郎

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 山本 貴之

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(72)発明者 岡野 洋一郎

兵庫県加古川市金沢町1番地 株式会社神

戸製鋼所加古川製鉄所内

(74)代理人 弁理士 本田 ▲龍▼雄

(54)【発明の名称】 高延性高強度冷延鋼板及びその製造方法

(57)【要約】

【課題】 780N/mm<sup>2</sup> 級以上の引張強さを有し、かつ延性に優れると共に伸びフランジ性にも優れた高強度冷延鋼板及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 重量%で、C:0.08~0.30%、Si:0.1~2.5%、Mn:0.5~2.5%、P:0.005~0.15%、S:0.01%以下、so 1.A1:0.1%以下、Ca:0.0010~0.0100%、あるいは更に、所定量のCr, Mo, Ti, Nb, Vの少なくとも1種以上の成分を含有し、残部Fe及び不可避免の不純物からなる。組織が低温変態生成物又は体積率で40%以上の低温変態生成物及び残部フェライトからなり、かつ低温変態生成物の硬さH<sub>VM</sub>が250 ≤ H<sub>VM</sub> < 350 + (6Mn + 12Si + 110P + 5Mo + 3Cr + 100(Ti + Nb) + 20V) × 3.1 (但し、元素記号は当該元素の鋼中の含有量(重量%)を示す。)である。前記低温変態生成物とはマルテンサイト又は/及びベイナイトを意味する。

## 【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量％で、C : 0.08~0.30 %、Si : 0.1~2.5 %、Mn : 0.5~2.5 %、P : 0.005~0.15 %、S : 0.01 %以下、sol.Al : 0.1 %以下、Ca : 0.0010~0.0100 %、残部Fe及び不可避的不純物からなり、組織が低温変態生成物又は体積率で40 %以上の低温変態生成物及び残部フェライトからなり、かつ低温変態生成物の硬さ $H_{VM}$ が

$$250 \leq H_{VM} < 350 + (6Mn + 12Si + 110P + 5Mo + 3Cr + 100(Ti + Nb) + 20V) \times 3.1$$

(但し、元素記号は当該元素の鋼中の含有量(重量％)を示す。)であることを特徴とする高延性高強度冷延鋼板。

【請求項2】 請求項1の成分のほか、更に

A群; Cr : 0.05~1.0 %, Mo : 0.05~0.6 %、

B群; Ti : 0.01~0.2 %, Nb : 0.01~0.2 %, V : 0.01~0.2 %

の少なくとも1群から選んだ1種以上の成分を含有する請求項1に記載した高延性高強度冷延鋼板。

【請求項3】 請求項1又は2に記載した成分を有する鋼を $Ar_3$ 点以上の仕上温度にて熱間圧延を終了し、450~700℃で巻き取り、これを酸洗し、冷間圧延率30 %以上にて冷間圧延を行った後、 $Ac_1$ 点以上の加熱温度にて再結晶焼鈍した後、次いで、強制空冷し、450~800℃の温度域から100℃/秒以上の冷却速度にて急冷して焼き入れ、200~450℃の温度範囲で過時効処理を施すことを特徴とする高延性高強度冷延鋼板の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

## 【0001】

【発明が属する技術分野】本発明は、主に自動車の補強部材に適用される高延性高強度冷延鋼板に関し、特に引張強さが780N/mm<sup>2</sup> 級以上の複合組織高延性高強度冷延鋼板に関するものである。

## 【0002】

【従来の技術】近年、自動車の安全性の向上と燃費節減のための軽量化の要求への高まりを背景として、加工性に優れた高強度薄鋼板が使用されるに至っている。特に安全性の向上目的に関しては、780N/mm<sup>2</sup> を越える非常に高い引張強さを有する、超高強度鋼板が使用されはじめている。もっとも、自動車用鋼板では単に強度が高ければよいというものではなく、加工性や溶接性等が必要であり、特に780N/mm<sup>2</sup> を越える高強度鋼板においては、加工性の中でも曲げや絞り加工における延性が重要となる。

【0003】一般的には、高強度鋼板の加工性は強度と伸びのバランス(強度-延性バランス)で整理され、強度が高く、伸びのよい鋼板が高強度鋼板として優れてい

るといわれてきた。この強度と伸びのバランスに優れる高強度鋼板の製法として、特開昭62-99417号公報に記載されているように、Si量を高める方法も実施されているが、この場合、鋼板の強度が高まる程、伸びは劣化するのが通例であり、現状ではその用途も浅い絞りや曲げ加工を受けるものに限定されることが多い。しかも、このような軽加工用途においても、特に曲げ部の半径(曲げR)が小さい部品では、曲げ割れ等の不良が発生し、当該鋼板の局部延性不足が指摘されるケースが増えてきているのが実情である。

【0004】一方、超高強度鋼板の製造に当たっては、熱間制御圧延技術や連続焼鈍技術の普及に伴って、マルテンサイトやベイナイトのような硬い低温変態生成物による強化能を利用して製造され、強度-延性バランスに優れる複合組織高強度薄鋼板が広く使用されるに至っている。

【0005】このような複合組織鋼板を製造するに際して、連続焼鈍以外に箱焼鈍による製造方法があるが、箱焼鈍の場合は、 $Ar_1$ 点以上の再結晶温度からの冷却速度が遅いために、Mn等のオーステナイト安定化元素を多量に添加する必要がある、このために鋼板の製造費用が高価となる。

【0006】一方、連続焼鈍による場合は、冷却速度が大きいために、上記のようなオーステナイト安定化元素の添加を省略することができるため、低廉に当該引張強さの冷延鋼板を製造することができる。更に、この連続焼鈍は、再結晶焼鈍後の冷却方法によって、冷却速度の非常に速い水焼入型と、冷却速度の比較的遅いガスジェット又は気水冷却型とに大別されるが、使用合金量の低減、引いては製造費用の低減の見地からは水焼入型が有利である。また、この水焼入型の連続焼鈍設備にて超高強度鋼板を製造する場合、焼入開始温度と、焼入後に行われる過時効温度(焼戻温度)を調整することにより、均一伸びに優れる鋼板や、局部伸び(伸びフランジ性)に優れる鋼板を作り分けることが可能であると言われて

## 【0007】

【発明が解決しようとする課題】しかしながら、熱間制御圧延技術や連続焼鈍技術により製造された強度-延性バランスに優れる複合組織高強度鋼板といえども、均一伸びや局部伸び(伸びフランジ性)の特性には、実用上は一長一短があり、曲げRの小さい加工部における曲げ割れ等の発生を十分に防止するに至っておらず、局部延性不足が指摘されるケースが増えてきているのが実情である。

【0008】本発明はかかる問題に鑑み、780N/mm<sup>2</sup> 級以上の引張強さを有し、かつ延性に優れると共に伸びフランジ性にも優れた高強度冷延鋼板及びその製法を提供するものである。

## 【0009】

【課題を解決するための手段】本発明の高延性高強度冷延鋼板は、重量％で、C：0.08～0.30％、Si：0.1～2.5％、Mn：0.5～2.5％、P：0.005～0.15％、S：0.01％以下、sol.Al：0.1％以下、Ca：0.0010～0.0100％、あるいは更に、

A群；Cr：0.05～1.0％、Mo：0.05～0.6％、

B群；Ti：0.01～0.2％、Nb：0.01～0.2％、V：0.01～0.2％

の少なくとも1群から選んだ1種以上の成分を含有し、残部Fe及び不可避免の不純物からなり、組織が低温変態生成物又は体積率で40％以上の低温変態生成物及び残部フェライトからなり、かつ低温変態生成物の硬さ $H_{VM}$ が

$250 \leq H_{VM} < 350 + (6Mn + 12Si + 110P + 5Mo + 3Cr + 100(Ti + Nb) + 20V) \times 3.1$

(但し、元素記号は当該元素の鋼中の含有量(重量％)を示す。)であることを特徴とする。ここに、低温変態生成物とはマルテンサイト又は／及びベイナイトを意味する。

【0010】以下、本発明を詳細に説明する。まず、本発明における鋼成分の限定理由について説明する。単位は重量％である。

C：0.08～0.30％

Cは再結晶焼鈍後の急冷によって低温変態生成相を生じさせるために必要であり、780N/mm<sup>2</sup> 級以上の強度を確保するに十分な量の低温変態生成相を得るためには、少なくとも0.08％の添加が必要である。強度を高める観点からは多いほどよいが、反面、過多に添加すると延性やスポット溶接性が劣るようになるので、添加量の上限を0.30％とする。

【0011】Si：0.1～2.5％

Siは鋼の延性、特に局部延性を劣化させることなく、鋼の強度を高めることができる元素である。かかる効果を有効に発揮させるためには、0.01％以上の添加量が必要である。一方、2.5％を越えると製造コスト高を招来するのみならず、適正な再結晶温度域を高温にするので、上限を2.5％とする。

【0012】Mn：0.5～2.5％

Mnはオーステナイト相を安定化し、冷却過程において低温変態生成物の生成を容易にするために、少なくとも0.5％を添加することが必要である。一方、過多に添加するとオーステナイト相への濃化による第2相体積率が増加して、Cの濃縮が弱まることから、上限を2.5％とする。

【0013】P：0.005～0.15％

Pは鋼の強化元素として少なくとも0.005％の添加を必要とするが、過多に添加するとスポット溶接性の低下を招くので、上限を0.15％とする。

【0014】S：0.01％以下 Sは硫化物系介在物を生成させ、該介在物は金属との間で電位差が生じるため腐食の起点となり、また曲げ加工性等を劣化させるので、少ないほどよく、本発明では0.01％以下に止める。

【0015】sol.Al：0.1％以下

Alは脱酸材として使用されるものであるが、過多に添加すると鋼の清浄度を悪化させるので、上限を0.1％とする。

【0016】Ca：0.0010～0.0100％

Caは鋼中の非金属介在物を球状化して鋼の局部延性や靱性を高める効果を有する。また、Caはマトリックス中に固溶させると、粒界破壊を防止して、水素脆化を抑制する効果を有する。さらに、耐食性を向上させる効果も有する。これらの効果を有効に発揮させるためには、0.0010％以上が必要である。一方、過多に添加すると、Ca系の粗大な介在物を生成して、加工性を低下させるため、上限を0.0100％とする。

【0017】本発明において用いる鋼は、上記した基本成分に加えて、さらに材質を向上させるために、下記成分範囲のCr、MoからなるA群、Ti、Nb、VからなるB群のうちの少なくとも1群から選ばれた1種以上の元素を含有することができる。

【0018】Cr：0.05～1.0％

Mo：0.05～0.6％

Cr及びMoはそれぞれMnと同様に鋼の焼入性を高め、高強度化に有効な低温変態生成物を得る元素であり、各々0.05％よりも低いとその効果が過少であり、一方、過多になると延性の低下をもたらす、また、これらの元素は高価であるので製造コスト高を招来するので、その上限についてはCr：1.0％、Mo：0.6％とする。

【0019】Ti：0.01～0.2％

Nb：0.01～0.2％

V：0.01～0.2％

Ti、Nb及びVはC及びNと析出物を形成し、強化元素として有効であるとともに、熱間圧延板の結晶粒を微細化し、延性を向上させる効果を有する。さらに、Tiは生成物の緻密化による耐食性をも向上させ、耐水素脆化特性の改善に有効である。これらの効果を有効に発現させるためには、それぞれの元素について0.01％以上添加することが必要である。一方、過多に添加すると延性を劣化させるので、各々その上限を0.2％とする。

【0020】次に、本発明の高強度冷延鋼板の金属組織について説明する。本発明鋼板が780N/mm<sup>2</sup> 以上の強度を有し、かつ優れた伸びフランジ性を備えたものとなるには、低温変態生成物が特定硬さと量を有することが必要である。すなわち、低温変態生成物のビッカース硬さ $H_{VM}$ が下記(1)式を満足し、その量が体積率で40

%以上、残部フェライト又は低温変態生成物のみ（フェライトが実質的に0%の場合）であることが必要である。なお、下記(1)式のA式は固溶強化として作用する部分であり、本発明者らの実験により求められたものである。

$$250 \leq H_{VH} < 350 + A \quad \cdots (1)$$

$$A = (6Mn + 12Si + 110P + 5Mo + 3Cr + 100(Ti + Nb) + 20V) \times 3.1$$

但し、A式内の元素記号は当該元素の鋼中の含有量（重量%）を示す。

【0021】低温変態生成物の硬さ $H_{VH}$ が(1)式の右辺の値（以下、式値という）以上であるときは、フェライトとの硬さ比が大きくなり、後述の実施例Aから明らかとなり、伸びフランジ性が劣化し、一方 $H_{VH}$ が250よりも小さいときには、目的とする780 kgf/mm<sup>2</sup>以上の高強度を確保することができないようになる。

【0022】また、所定硬度の低温変態生成物の量が40%未満でも、所期の高強度を確保することが困難であり、金属組織が低温変態生成物のみ、又は40%以上の低温変態生成物とフェライト相とで形成されることが必要である。なお、前記低温変態生成物の $H_{VH}$ は、後述の焼入開始温度、過時効処理温度により調整される。

【0023】次に、本発明の高延性高強度鋼板の好適な工業的製造方法としては、前記成分を有する鋼を造塊又は連続 casting によりスラブとして熱間圧延を行い、請求項3に記載したとおり、 $Ar_3$ 点以上の仕上温度にて熱間圧延を終了し、450～700℃で巻き取り、これを酸洗し、冷間圧延率30%以上にて冷間圧延を行った後、 $Ac_1$ 点以上の加熱温度にて再結晶焼鈍した後、次いで、強制空冷し、450～800℃の温度域から100℃/秒以上の冷却速度にて急冷して焼き入れ、200～450℃の温度範囲で過時効処理を施す。

【0024】熱間圧延の仕上温度を $Ar_3$ 点以上とするのは、熱延鋼板に加工組織が残存しないようにするためであり、450～700℃の巻き取りにより、低温変態生成物と残部フェライトからなる複合組織を得る。熱延鋼板においても、低温変態生成物とはマルテンサイト又は/及びベイナイトを意味する。低温変態生成物の量は体積率で70%以下に止めるのがよい。70%を越えると、熱延鋼板の強度が高くなり過ぎ、冷間圧延が困難になると共に、冷間圧延及び焼鈍後の低温変態生成物におけるC濃度が低下し、強度-伸びのバランスが低下するようになる。

【0025】前記冷間圧延において、圧延率を30%以上とするのは、再結晶を促進させるためであり、再結晶温度を $Ac_1$ 点以上とすることにより焼鈍過程でオーステナイト相を形成する。その後の強制空冷はフェライトの析出を制御するために行うものであり、フェライト量は60体積%未満に止める。60%以上になると、低温変態生成物の量が40%未満となり、所期の高強度が確保

できないようになるからである。

【0026】その後の焼入れにより、オーステナイト相をマルテンサイト又は/及びベイナイトからなる低温変態生成物に変態させるが、焼入れに際し、焼入開始温度は800℃を越える高温にする必要はないが、450℃未満では低温変態生成物を得ることが困難になる。また、冷却速度が100℃/sよりも遅くなると、十分に硬い低温変態生成物を得ることができないようになり、また過時効処理前のフェライト中の固溶炭素量が少なくなり、後述する過時効処理によりフェライト中の固溶炭素量を十分に低くすることが困難になる。尚、上記冷却速度は実作業上可能な限り速い方がよく、水焼入によることが好ましいが、ロール冷却、気水冷却等によることもできる。

【0027】焼入後の過時効処理は、フェライト中に固溶したCを析出させ、延性の改善を図るために行われるものであり、この際、過時効処理温度を200～450℃とするのは、200℃未満ではフェライト中の炭化物が十分に析出せず、延性が劣化するようになり、一方450℃を越えるとマルテンサイトが焼き戻されて強度が著しく低下し、また加熱コストが高くなるからである。過時効処理温度での保持時間は、1～10分程度でよい。

【0028】以上の製造条件を満足することにより、本発明の高強度で、かつ均一伸び及び局部伸びの双方に優れた高延性鋼板を連続焼鈍により容易に製造することができる。

#### 【0029】

【実施例】以下に実施例を挙げて本発明を説明するが、本発明はこれら実施例により限定されないことは勿論である。

【0030】〔実施例A〕下記に示す化学組成を有する鋼を仕上げ温度850℃、巻取温度480℃にて厚さ3.2mmに熱間圧延し、酸洗した後、厚さ1.4mmに冷間圧延し、次いで、850℃で再結晶焼鈍し、強制空冷して400～650℃の範囲の温度から水焼入れした後、150～450℃の温度に4分間保持して、過時効処理を施した。なお、下記鋼の式値は444である。

・鋼組成 (wt%、残部実質的にFe)

C: 0.17%, Si: 1.40%, Mn: 2.00%、

P: 0.015%, S: 0.001%

Al: 0.040%, Ca: 0.0016%

【0031】このようにして得られた冷延鋼板の低温変態生成物の量は40～80体積%であった。また、低温変態生成物のビッカース硬さ $H_{VH}$ を測定した。また、局部延性（伸びフランジ性）を調べるために、穴拡げ試験を行った。穴拡げ試験は試料鋼板に初期穴径 $d_i = 10$  mmφの打ち抜き穴を開け、頂角60°の円錐パンチを押し込んで、クラックが板厚を貫通する際の穴径 $d_b$ を求め、限界穴拡がり率 $\lambda$ を下記式により算出した。

$$\lambda = ((db - di) / di) \times 100\%$$

【0032】以上のようにして得られた低温変態生成物の硬さ $H_{VM}$ と限界穴拡がり率 $\lambda$ との関係を整理したグラフを図1に示す。図1より、本発明範囲( $250 \leq H_{VM} \leq 444$ )では、 $\lambda$ が35%以上であって、良好な局部延性を有していることが認められた。なお、引張試験により引張強さを測定したところ、 $H_{VM}$ が本発明範囲内のものである、995~1040N/mm<sup>2</sup>であった。

【0033】〔実施例B〕表1に示す化学組成を有する鋼を仕上げ温度850~900℃、巻取温度300~720℃にて熱間圧延して、厚さ2.8mmとし、酸洗した後、厚さ0.8mmに冷間圧延し、次いで、表2に示すように種々の加熱温度にて再結晶焼鈍し、強制空冷して450~750℃の範囲の温度から水焼入れを開始し、焼入れ後、200~400℃の温度で4分間保持して、過

時効処理を施した。

【0034】このようにして得られた冷延鋼板の機械的性質を調べるために、JIS5号引張試験片を作製して引張試験を実施した。また、材料の局部伸びを引張試験の応力-歪み線図から求めるのは非常に困難であることから、特に材料の局部延性(伸びフランジ性)を調べるために、上記引張試験以外にV曲げ試験を行い、その時の曲げRを0~10mmまで種々変化させ、材料が破断せずに曲げ加工ができる限界の曲げ半径(最小曲げ半径)を求めた。この最小曲げ半径も表2に示す。なお、表2には熱延鋼板における低温変態生成物の体積%、冷延鋼板の焼鈍条件等も併せて示した。

【0035】

【表1】

鋼種 No.	化 学 成 分 (重量%, 残部: 実質的にFe)								備 考
	C	Si	Mn	P	S	Al	Ca	そ の 他	
A	0.08	0.18	1.02	0.012	0.002	0.045	0.0015		発明鋼
B	0.14	0.21	1.70	0.015	0.005	0.027	0.0021		"
C	0.13	0.45	1.90	0.005	0.001	0.040	0.0011	Ti:0.050	"
D	0.17	1.40	2.00	0.015	0.001	0.040	0.0016		"
E	0.17	0.45	2.00	0.005	0.002	0.038	0.0013	Ti:0.045	"
F	0.08	0.18	1.02	0.012	0.002	0.045	0.0015	Ti:0.04	"
G	0.14	0.21	1.70	0.015	0.005	0.027	0.0014	Cr:0.6	"
H	0.13	0.45	1.90	0.005	0.001	0.040	0.0011	Ti:0.04、Mo:0.4	"
I	0.17	1.40	2.00	0.015	0.001	0.040	0.0015	Ti:0.04、Nb:0.03	"
J	0.17	0.45	2.00	0.005	0.002	0.038	0.0011	Ti:0.04、V:0.05	"
K	0.08	0.18	1.02	0.012	0.002	0.045	—	Ti:0.04	比較鋼
L	0.14	0.21	1.70	0.015	0.005	0.027	—	Cr:0.6	"
M	0.13	0.45	1.90	0.005	0.001	0.040	—	Ti:0.04、Mo:0.4	"
N	0.17	1.40	2.00	0.015	0.001	0.040	—	Ti:0.04、Nb:0.03	"
O	0.17	0.45	2.00	0.005	0.002	0.038	—	Ti:0.04、V:0.05	"
P	0.06	0.25	0.60	0.032	0.007	0.037	0.0016		"
Q	0.07	0.15	1.10	0.015	0.007	0.040	0.0009		"

【0036】

【表2】

試料 No.	鋼種 No.	熱延板 MB 体積率 %	再結晶 加熱 温度 ℃	焼入 開始 温度 ℃	過時効 処理 温度 ℃	式値	冷延板 MB 硬さ H <sub>VM</sub>	冷延板 MB 体積率 %	降伏 強さ N/mm <sup>2</sup>	引張 強さ N/mm <sup>2</sup>	伸び %	最小 曲げ 半径 mm	備 考
1	A	40	850	650	200	380	350	45	512	811	24	0	発明例
2	A	40	"	550	300	380	340	35	365	621	29	0	比較例
3	B	50	"	700	230	395	370	42	524	825	23	0	発明例
4	B	23	"	600	180	395	660	45	534	865	21	2	比較例
5	F	40	"	650	200	392	370	42	522	821	22	0	発明例
6	G	50	"	600	230	400	380	43	534	835	21	0	"
7	K	30	"	650	200	392	520	41	530	829	19	2	比較例
8	L	50	"	600	230	400	525	44	525	821	20	1	"
9	D	55	"	450	250	444	510	50	642	1031	19	3	"
10	D	55	"	650	400	444	390	65	816	1018	15	0	発明例
11	I	55	"	450	250	466	490	52	642	1051	18	2	比較例
12	I	55	"	650	400	466	410	67	842	1003	14	0	発明例
13	N	55	"	450	250	466	520	49	633	1021	17	3	比較例
14	N	55	"	650	400	466	394	57	824	1037	13	2	"
15	C	65	900	750	200	419	401	90	1051	1234	10	2	発明例
16	H	65	"	750	200	422	417	95	1107	1228	10	2	"
17	M	35	"	750	200	422	479	93	1079	1246	9	5	比較例
18	E	65	"	750	200	420	380	97	1280	1481	8	4	発明例
19	E	25	"	750	200	420	580	97	1380	1581	7	6	比較例
20	J	65	"	750	200	421	410	100	1330	1493	9	4	発明例
21	J	33	"	750	200	421	530	99	1390	1523	7	6	比較例
22	O	65	"	750	200	421	411	100	1260	1478	7	7	"
23	P	0	850	630	300	381	290	13	330	477	37	0	"
24	Q	40	850	680	230	381	320	34	380	628	26	0	"

(注) MB: 低温変態生成物

【0037】表2から、本発明実施例では800N/mm<sup>2</sup>以上の高強度と良好な伸びを有し、特に局部延性に優れていることが分かる。特に、No. 10、12、15、16、18、20は1000N/mm<sup>2</sup>を越える高強度鋼板であるにもかかわらず、いずれも高い伸びと小さい最小曲げ半径を示しており、良好な曲げ加工性を有していることが分かる。

【0038】一方、例えば、鋼種Bを用いたNo. 3と

4、鋼種Eを用いたNo. 18と19、鋼種Jを用いたNo. 20と21とを比較すると、鋼成分は本発明範囲であるにもかかわらず、冷延鋼板の低温変態生成物の硬さが本発明範囲外のNo. 4、19、21では最小曲げ半径が大きくなり、局部延性が劣化することがわかる。

【0039】また、鋼種Aを用いたNo. 2は、鋼成分および低温変態生成物の硬さが本発明範囲内であるにもかかわらず、低温変態生成物の体積率が本発明範囲外であ



るため、所定の強度が得られていない。また、No. 23、24は、低温変態生成物の硬さが本発明範囲内であるが、鋼成分が本発明範囲外であるため、所定の強度が得られていない。

【0040】なお、これらの冷延鋼板について耐水素脆化特性も合わせて調査したが、本発明例は比較例に比して、同等以上の耐水素脆化特性を有していることが確認された。

【0041】

【発明の効果】以上のように、本発明による高強度冷延

鋼板は、 $780\text{ N/mm}^2$  以上の引張強さを有しながら、同時に、高い延性、特に優れた局部伸び（伸びフランジ性）、更には、高い耐水素脆化特性を有しており、例えば、自動車のバンパーやドアの補強部材の軽量化のために好適に用いることができる。また、本発明の製造方法は、上記高延性高強度冷延鋼板の工業的製造方法として生産性に優れ、好適である。

【図面の簡単な説明】

【図1】実施例にかかる冷延鋼板の低温変態生成物の硬さと限界穴拡がり率との関係を示すグラフである。

【図1】

